

УДК621.791:621.789

А.С.АкритовА, В.В.Чигарев,М.Х.Шоршоров

К ВОПРОСУ КИНЕТИКИ РОСТА АУСТЕНИТНЫХ
ЗЕРЕН В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ (ОШЗ) ПРИ СВАРКЕ

Часть 1

В результате интенсивного воздействия тепла сварочной дуги на термоупрочненный металл низколегированных высокопрочных сталей на участках неполного расплавления и перегрева околошовной зоны (ОШЗ) наблюдается интенсивный рост аустенитных зерен, влияющих как на процесс структурообразования, так и на механические свойства сварных соединений [1-4]. Несмотря на публикации по данному вопросу [1-4, 9], задача все еще продолжает оставаться нерешенной. Это связано не только со спецификой теплового воздействия на свариваемый металл, но и с процессом аллотропического превращения на указанных участках: повышением температур A_{c1} и A_{c3} в результате интенсивного нагрева и выделения скрытой теплоты при кристаллизации металла шва, процессами зарождения и роста, зависящим от металлургических особенностей стали, и другими факторами. Поскольку отсутствие надежных расчетных схем и физических представлений не позволяет более полно решать задачи прогнозирования механических свойств металла ОШЗ и сварного соединения в целом, целью настоящей работы явилось:

- методом химической термодинамики установить причины повышения температур A_{c1} и A_{c3} при сварочном термическом цикле и дать количественные оценки;
- установить связь между температурой окончания аллотропического превращения на участках неполного расплавления и перегрева ОШЗ и температурой начала интенсивного роста зерен;
- установить физическую модель роста аустенитного зерна в ОШЗ при сварке и определить фактическое время роста от момента зарождения зерна до максимального возможного значения в зависимости от применяемой погонной энергии сварки;
- показать принципиальную возможность использования полученных результатов для последующих структурных превращений в процессе распада аустенита с зерном определенного размера на ветви охлаждения сварочного термического цикла.

Для решения поставленной задачи рассмотрим систему, представляющую дилатометрический образец ИМЕТ-1 [4], состоящий из N ферритных зерен объемом $V_{0\alpha}$, в каждом зерне которого в результате нестационарного сварочного нагрева образовалось и начало расти аустенитное зерно с объемом $V_{0\gamma}$. Температурное объемное расширение образца противоположно по своему действию влиянию структурных превращений и, следовательно, общая относительная объемная деформация образца E в интервале критических температур $A_{c1} - A_{c3}$ будет определяться как алгебраическая сумма объемных относительных деформаций от теплового расширения и структурных превращений:

$$E = E_T + E_c, \quad (1)$$

где $E_T = \alpha \Delta T$ - деформация, вызванная тепловым расширением;

α - объемный коэффициент теплового расширения;

$\Delta T = A_{c1} - T$ - разность температур начала аллотропического превращения в условиях сварки и начальной температуры образца соответственно;

E_c - объемная относительная деформация, вызванная структурными превращениями в интервале этих температур.

Если изменение удельного объема при фазовом $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении

$$E_c = \frac{\vartheta_\alpha - \vartheta_\gamma}{\vartheta_\alpha} = \frac{\Delta\vartheta}{\vartheta_\alpha}, \quad (2)$$

то удельную упругую энергию растущего аустенитного зерна в момент начала превращения (момент зарождения) можно представить зависимостью [5,6]:

$$A = \left[\frac{\alpha E(T) \Delta T}{2N\vartheta_{0\alpha}} + \frac{\chi}{2N\vartheta_{0\alpha}} \left(\frac{\vartheta_\alpha - \vartheta_\gamma}{\vartheta_\alpha} \right)^2 \right] \vartheta_{0\gamma}^2 = \mu \vartheta_{0\gamma}^2, \quad (3)$$

где χ - коэффициент сжимаемости, равный [7, 8]

$$\chi = \frac{(C_p - C_v)\rho}{\alpha^2 M A_{c1}}, \quad (4)$$

где $C_p - C_v$ - разность удельных молярных теплоемкостей стали при постоянном давлении и объеме соответственно;

ρ - плотность;

M - молярная масса стали;

$E(T)$ - модуль Юнга 1-го рода для заданной марки стали при температуре A_{c1} ;

$\vartheta_{0\gamma}$ - объем растущего критического зародыша аустенитного зерна в ферритном зерне;

α - коэффициент объемного расширения стали, равный $\alpha = 3\beta$,
где β - коэффициент линейного расширения стали;

A_{c1} - температура начала аллотропического превращения в условиях термообработки.

Для определения удельных объемов воспользуемся зависимостями, приведенными в [9], стр.20:

$$\text{для феррита} \quad \vartheta_\alpha = 0.1271 + 5.528 \cdot 10^{-6} A_{c1} \quad (5)$$

$$\text{для аустенита} \quad \vartheta_\gamma = 0.1228 + 8.561 \cdot 10^{-6} A_{c1} \quad (6)$$

тогда

$$\Delta\vartheta = 4.3 \cdot 10^{-3} - 2.15 \cdot 10^{-3} C - 3.033 \cdot 10^{-6} A_{c1}, \quad (7)$$

где C - процент содержания углерода в стали.

Запишем по аналогии с [5,6] изменение свободной энергии системы с учетом энергии упругой деформации зародившегося и выросшего до критического размера аустенитного зерна в ферритном зерне:

$$\Delta F(T) = \Delta\varphi(T) + \frac{2}{3} \lambda \vartheta_{0\gamma}^{-\frac{1}{3}} + 2\mu \vartheta_{0\gamma} = 0, \quad (8)$$

где $\Delta\varphi = \varphi_\alpha - \varphi_\gamma$ - разница удельных свободных энергий α и γ фаз соответственно;

$\lambda = \tau\sigma$, где τ - коэффициент формы образовавшегося зародыша;

σ - коэффициент межфазного поверхностного натяжения на границе феррит - аустенит.

Экстремальное значение $\Delta F(T)$ найдем из условия:

$$\frac{d\Delta F(T)}{d\vartheta_{0\gamma}} = \Delta\varphi(T) + \frac{2}{3} \lambda \vartheta_{0\gamma}^{-1/3} + 2\mu \vartheta_{0\gamma} = 0 \quad (9)$$

Вид экстремума определится знаком:

$$\frac{d^2 \Delta F(T)}{d \vartheta_{0\gamma}^2} = -\frac{2}{9} \lambda \vartheta_{0\gamma}^{-4/3} + 2\mu \quad (10)$$

Приняв в соответствии с [6],

$$\Delta \varphi(t) = \frac{\alpha(A_{c1} - A_{c1}^{\Phi})}{A_{c1}}, \quad (11)$$

где α - скрытая теплота α - γ -превращения; перегрев - разница между температурой начала аллотропического превращения в стационарных условиях и температурой начала аллотропического превращения при нестационарном нагреве в условиях сварки.

Принимая во внимание то, что температура A_{c1}^{Φ} выше которой может возникнуть способный к росту зародыш аустенитного зерна в ОШЗ соответствует точке перегиба на кривой $\vartheta_{0\gamma} = f[\Delta F(T)]$, которая находится из условия:

$$\frac{d^2 \Delta F(T)}{d \vartheta_{0\gamma}^2} = 0 \quad (12)$$

Из уравнения (10) определим объем критического зародыша:

$$\vartheta_{\gamma \text{кр}} = 4 \sqrt{\left(\frac{\lambda}{9\mu}\right)^3} \quad (13)$$

Подставив значение $\vartheta_{\gamma \text{кр}}$ в уравнение (9) при условии (11), получим:

$$A_{c1}^{\Phi} = A_{c1} \left(1 + \frac{\beta}{\alpha}\right), \quad (14)$$

где

$$B = N \left[\frac{2}{3} \tau \sigma \left(\frac{1}{9} \frac{\tau \sigma}{\mu}\right)^{-1/4} + 2\mu \left(\frac{1}{9} \frac{\tau \sigma}{\mu}\right)^{3/4} \right] \quad (15)$$

Определим $\vartheta_{\gamma \text{кр}}$ и фактической температуры начала аллотропического превращения A_{c1}^{Φ} в условиях сварки проводили применительно к стали 45, исследование свариваемости и основные физические свойства которой приведены в [1-4, 11]:

$\alpha = 4.5 \cdot 10^5 \text{ Дж/кг} \cdot \text{К}$ [9]; $C_p - C_v = 4.8 \cdot 10^5 \text{ Дж/кг} \cdot \text{К}$ [10]

$\rho = 7.9 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$; $M = 56 \text{ кг/Кмоль}$; $E(T) = 1.4 \cdot 10^{11} \text{ Па}$

(при температуре $A_{c1} = 1000 \text{ К}$) [11].

$$\frac{\vartheta_{\alpha} - \vartheta_{\gamma}}{\vartheta_{\alpha}} = 5.15 \cdot 10^{-4} \quad (\text{по зависимостям (5)-(7)})$$

$\vartheta_{0\alpha} = 1.3 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 (1.31 \cdot 10^{-11} \text{ м}^3)$ [2,4]; $D_{0\alpha} = 0.12 \text{ мм}$;

$C = 0.5\%$

(при содержании в стали ~ 40% феррита и ~ 60% перлита);

$A_{c1}=1000\text{K}; \quad A_{c3}=1200\text{K}; \quad \beta=1.5 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}; \quad N=2.4 \cdot 10^3$
 при объеме дилатометрического образца $9.4 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3$;
 $\alpha=6.0 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3; \quad \tau=0.88$

для зародыша полиэдрической формы [4,5]; $\sigma=2.0 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$

Значение μ в формуле (3) имеет значение $\mu=1.7 \cdot 10^{18} \text{ Дж/м}^6$, а размер $\vartheta_{\gamma\text{кр}}$, найденный по уравнению (13) равен $\vartheta_{\gamma\text{кр}} = 0.6 \cdot 10^{-16} \text{ м}^3$ ($\sim 3.3 \cdot 10^{-7} \text{ мм}^3$, что соответствует диаметру $D_{\gamma\text{кр}}=2.4 \cdot 10^{-3} \text{ мм}$). Такое повышенное значение $D_{\gamma\text{кр}}$ можно объяснить тем, что в образовании его участвует не один, а много атомов. Так, в случае гетерогенного зарождения, согласно Б.Чалмерсу [8], стр.254, число атомов равно $n=300$. При гетерогенном зарождении и росте зародыша число атомов увеличивается на порядок [6,8]. При интенсивном сварочном нагреве усиливаются рекристаллизационные и полигонизационные процессы, которые способствуют этому [7,8,4]. В пользу этого предположения говорит ещё тот факт, что зерно растёт при размерах $\vartheta_{\sigma\gamma} \geq \vartheta_{\gamma\text{кр}}$ в интервале температур от A_{c1} до $A_{\Phi c3}$, проходя процесс рекристаллизации при температуре $T_p=0.3^3 T_{\text{пл}} \sim 600 \text{ K}$. Если предположить, что размер кристаллической решетки γ -железа $d=2.3 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$, а число атомов, участвующих в образовании и росте зародыша до $\vartheta_{\sigma\gamma}=\vartheta_{\gamma\text{кр}}$ определить произведением $10n \cdot Z_2$, где Z_2 - число атомов, находящихся в междоузлиях гранецентрированной кубической решетки γ -железа, что, приняв, согласно [8], координационное число для аустенита $Z_2=6$, получим диаметр $D_{\gamma\text{кр}}=4.14 \cdot 10^{-3} \text{ мм}$ что по порядку величин близко к расчетному.

Полученное из уравнений (5) значение $B=0.56 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3$ после подстановки в (14) даёт значение $A_{\Phi c1}=100 \text{ K}$ или $820 \text{ }^\circ\text{C}$, что выше равновесной температуры $A_{\Phi c1}$ на $100 \text{ }^\circ\text{C}$. Такое опережение можно объяснить интенсивностью теплового нагрева, способствующего релаксации свариваемым материалом накопленных деформаций и напряжений, полученных при его производстве, а также химическим составом и металлургической природой стали [1-3,6]. Подтверждением этого может служить тот факт, что при сварке наиболее крупное зерно в ОШЗ образуется по линии сплавления на участке неполного расплавления непосредственно примыкающей к поверхности свариваемой пластины, где металл вследствие прокатки и последующей обработки имеет более высокие механические свойства [9,4].

Исследования по влиянию указанных факторов на повышение равновесной температуры A_{c3} до $A_{\Phi c3}$ в условиях сварки и влияния этого повышения на кинетику роста аустенитного зерна будет рассмотрено во второй части.

Перечень ссылок

1. Астафьев А.С., Гуляев А.П. О росте зерна стали в околосварочной зоне // Сварочн. пр-во, - 1972.-№7.-С.45-47.
2. Акритов А.С., Бородин В.М., Шоршоров М.Х. О росте зерна аустенита в околосварочной зоне при сварке //Сварочн. пр-во. -1989.-№12.-С.28-30.
3. Акритов А.С., Шоршоров М.Х. О скорости роста аустенитных зерен в ОШЗ при сварке //Сварочн. пр - во.-1992,- №2.- С.29-31.
4. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: Атлас,- М.:Наука, 1972.-220с.
5. Сухаревская В.Я., Гавриш А.М. Об особенностях полиморфного превращения кристобалита //ДАН СССР.- 1964,- Т. 155, №2.- С.438-441.
6. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах,- М.:Мир, 1978,- 808 с.
7. Салли И.В. Физические основы формирования структуры сплавов.- М. Металлургиздат, 1963.- 220 с.
8. Чалмерс Б. Физическое металловедение. - М.: Гос. Научн. техн. изд. лит. по черн. и цвета. мет. 1963. - 456 с.
9. Юрьев С.Ф. О роли удельных объемов при мартенситном превращении аустенита. - М.: Металлургиздат, 1950. - 288 с.
10. Жданов Г. С. Физика твердого тела. - М.: Изд-во Моск. ун-та. 1961. - 504 с.
11. Одинг И.А. Прочность металлов. Металловедение. - Л.;М.: Гл. редак. машиностр. и автотракт. лит., 1937.-566 с.